第51卷 第9期
2015年9月 第1121-1128页
金属学报
ACTA METALLURGICA SINICA
Vol.51 No.9
Sep. 2015 pp.1121-1128

B微合金化对HK40合金铸造疏松的影响*

丁贤飞[1,2] 刘东方[3,4] 郑运荣[1] 冯 强[1,2,3]

1) 北京科技大学国家材料服役安全科学中心, 北京 100083
2) 北京科技大学高端金属材料特种熔炼与制备北京市重点实验室, 北京 100083
3) 北京科技大学新金属材料国家重点实验室, 北京 100083
4) 北京航空材料研究院熔铸中心, 北京 100095

摘 要 利用SEM, OM和XRD等手段分析了HK40合金铸件铸造疏松形成原因, 并研究了添加微量B对HK40合金的凝固组织及疏松形成的影响. 结果表明: HK40合金铸件主要存在A和B 2种铸造疏松缺陷. A类疏松主要由于枝晶的快速生长并架桥联接导致架桥枝晶之间区域的补缩不足引起; B类疏松产生原因是相邻枝晶间区域生长的枝晶状M_7C_3型碳化物堵塞枝晶间补缩通道. B微合金化能降低HK40合金铸件较强的柱状晶生长趋势, 细化枝晶, 能抑制HK40合金A类铸造疏松缺陷的产生. 同时, B微合金化增加了HK40合金枝晶间共晶相的体积分数, 使枝晶间呈枝晶状M_7C_3型碳化物转变为层片状的$M_{23}C_6$型碳化物析出, 避免碳化物堵塞相邻枝晶间的补缩通道, 因而也减小了B类铸造疏松缺陷的形成倾向.

关键词 HK40合金, B微合金化, 铸造疏松, 硼化物, 碳化物

中图法分类号 TG260 **文献标识码** A **文章编号** 0412-1961(2015)09-1121-08

EFFECT OF B MICRO-ALLOYING ON MICRO-POROSITIES IN AS-CAST HK40 ALLOYS

DING Xianfei [1,2], *LIU Dongfang* [3,4], *ZHENG Yunrong* [1], *FENG Qiang* [1,2,3]

1) National Center for Materials Service Safety, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083
2) Beijing Key Laboratory of Special Melting and Preparation of High-End Metal, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083
3) State Key Laboratory for Advanced Metals and Materials, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083
4) Melting and Casting Center, Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095

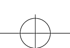
Correspondent: FENG Qiang, professor, Tel: (010)82375850, Fax: (010)62329915, E-mail: qfeng@skl.ustb.edu.cn

Supported by National High Technology Research and Development Program of China (No.2012AA03A511), Program of Introducing Talents of Discipline to Universities of China (No.B12012) and Fundamental Research Funds for the Central Universities (No.FRF-TP-14-062A2)

Manuscript received 2015-03-03, in revised form 2015-06-05

ABSTRACT Casting microporosity defect is one of the important issues for as-cast HK40 alloys preparation, which is of great importance to application performance of the alloy castings. A comprehensive understanding of the mechanism on formation of the casting microporosity defect is still unclear for the alloys. In this work, the casting microporosity defect and influences of boron micro-alloying on the as-cast microstructures and microporosities

*国家高技术研究发展计划项目2012AA03A511, 高等学校学科创新引智计划项目B12012及中央高校基本科研业务费项目FRF-TP-14-062A2资助
收到初稿日期: 2015-03-03, 收到修改稿日期: 2015-06-05
作者简介: 丁贤飞, 男, 1980年生, 助理研究员
DOI: 10.11900/0412.1961.2015.00126



in HK40 alloys castings were investigated by means of SEM, OM and XRD, *etc*.. The microstructures in the HK40 alloys with and without boron micro-alloying after quenching at high temperatures were also examined to check the solidification characteristic change attribute to boron addition. The results show that there are two types of casting microporosities in the castings. Type A is mainly caused by the rapid growth of dendrites and thus dendritic bridge connecting which lead to feeding shortages between the bridge dendrites. Type B is, however, resulted by the growth of M_7C_3 carbides in coarsened dendritic morphology which induce to the feeding channel blockage in adjacent interdendritic regions. Boron micro-alloying decreases the tendency of columnar grain formation and refines the dendrites in HK40 alloys which therefore suppresses the casting microporosity defect of type A. Additionally, boron micro-alloying not only increases the volume fraction of eutectic phases, but also changes the M_7C_3 carbides in dendritic morphology into the $M_{23}C_6$ carbides in lamellar morphology, which prevents the feeding channal blockage in adjacent interdendritic regions, thus reduces the casting microporosity defect of type B.

KEY WORDS HK40 alloy, B micro-alloying, casting microporosity, boride, carbide

Fe-Cr-Ni基HK40合金具有优异的高温性能,已成为钢铁、化工和热电行业的工业高温炉装置的关键制备材料[1~3]. 受材料的冶金特性的影响, 尽管HK40合金在铸造生产过程中不断调整工艺条件, 其铸件仍容易形成缩孔、疏松等铸造缺陷. 铸造缺陷的产生不仅极大地降低了此类铸件产品的生产合格率, 而且影响铸件的力学性能, 严重威胁合金铸件的服役安全, 成为HK40合金铸件长期以来未能解决的难题.

铸件内部出现缩孔、疏松等铸造缺陷主要是由结晶时的体积收缩引起的, 一般认为, 增加冷却速率、减小凝固温度区间(即固液两相区)有利于促进补缩过程, 从而降低铸造疏松的倾向性[4,5]. 对不同合金系的铸造研究表明, 微量B的加入能改变不同合金的热物性参数与凝固行为, 虽然会导致凝固温度区间增加, 但疏松倾向性反而大大减少, 这一现象引起了学者的广泛关注[6~9]. 朱耀宵等[10]对B与镍基铸造合金中疏松的关系研究结果显示, 高硼合金凝固时, 固体周围包了一层极高B含量的低熔点液体, 形成蜘蛛网状的补缩通道, 从而扩大了可补缩的温度区间, 减少了不能补缩的剩余液体含量. Coutsouradis等[11]对高硼低碳高温合金的研究表明, 高硼低碳高温合金由于消除了碳化物骨架对补缩通道的堵塞, 从而降低了疏松形成倾向性. 尽管近年来发展了很多具有良好铸造性能的含B合金, 但由于不同类型合金的凝固行为存在差异, 造成目前对B微合金化减小铸造疏松的机理仍不明确. 因此, 为了改善HK40合金的铸造疏松, 需要研究B微合金化对HK40合金铸造疏松的影响, 提高工业HK40合金铸件性能和合格率.

本工作以Fe-Cr-Ni基的HK40合金为研究对象, 对工业生产的HK40合金铸件铸造疏松形成原因进行了研究, 并研究了添加微量B对HK40合金的凝固组织及疏松形成的影响. 研究结果对控制HK40合金铸造缺陷具有理论指导意义.

1 实验方法

本研究中用于铸造缺陷分析的HK40合金铸件为静态砂型铸件. 用于铸态组织分析、等温淬火实验的样品由上述铸件与Fe-B合金(含B量为22%, 质量分数)通过WZG-2型真空感应炉在相同条件下重新熔炼并用金属模铸造后获得. 重熔后的HK40系列合金铸锭尺寸均为直径45 mm×100 mm. 铸锭的化学成分如表1所示. 用于铸锭显微组织分析和等温淬火实验的试样均在距铸锭底部约25 mm, 且距铸锭中心轴线与外表面1/2处截取. 尽管B微合金化的HK40系列合金铸锭中B元素的实测含量与名义成分之间存在一定的偏差, 但本文仍以HK40-0.1B和HK40-0.4B合金来命名.

为了确定合金的初熔温度以及析出相的析出温度范围, 对HK40系列铸态合金进行了等温淬火

表1 铸态HK40系列合金的化学成分

Table 1 Chemical compositions of as-cast HK40 series alloys

(mass fraction / %)

Alloy	Cr	Ni	C	Si	Mn	P	S	B	Fe
HK40	23.29	19.23	0.35	1.34	1.41	0.025	0.004	0	Bal.
HK40-0.1B	23.96	18.90	0.38	–	–	–	–	0.07	Bal.
HK40-0.4B	23.52	18.54	0.38	–	–	–	–	0.36	Bal.

实验. 采用高温电阻炉将合金试样分别加热到1210, 1250 和 1290 ℃保温 15 min 后, 迅速打开炉门, 将试样快速推入水中淬火, 观察淬火后的显微组织.

显微组织试样采用标准金相试样制备方法, 利用体积比为 HNO_3 : HCl : H_2O=1 : 3: 3 的王水溶液对样品进行化学侵蚀. 利用4XC型光学显微镜(OM)和 SUPRA55 场发射扫描电子显微镜(SEM)的二次电子(SE)和背散射电子(BSE)成像模式观察合金显微组织, 利用 SEM 自带的能谱仪(EDS)分析二次相的成分. 需要指出的是, BSE 组织观察和 EDS 成分分析所用的试样均未经化学侵蚀.

采用 90%CH_3OH+10%HCl (体积分数)+1%酒石酸(质量分数)的混合溶液作为萃取液, 对合金中的二次相进行萃取. 使用稳压直流电源, 以不锈钢板为阴极, 需萃取的试样为阳极, 在电压为3.0 V的条件下进行萃取. 通过过滤装置将萃取粉末留在滤纸上, 烘干之后, 利用SEM的SE模式观察萃取相的三维形貌, 利用 Rigaku 2500 型 X 射线衍射仪(XRD)进行物相鉴定.

2 实验结果

2.1 HK40合金铸件的铸造疏松组织

图 1 为HK40 合金铸件典型铸造疏松显微组织的OM像. 可以看出, 在铸件的外壁处及铸件内部均存在不同程度的疏松孔洞. 经测量, 外壁处的疏松仅存在于距离表面200 μm的范围内. 此类疏松可以利用后续的喷丸平整工艺去除, 对铸件质量不会产生显著影响, 因此本工作不再对其进行进一步的研究. 铸件内部的疏松孔洞主要在较粗大的等轴枝晶区域形成, 如图1中箭头所示. 这些粗大的枝晶在疏松孔洞处桥接, 形成“枝晶架桥”现象, 孔洞主要在桥接枝晶之间区域形成. 桥接的枝晶越粗大, 形成的疏松孔洞尺寸越大.

图2为HK40合金铸件内部铸造疏松显微组织的SEM像. 如图2a中箭头所示, 在铸件壁厚中间位置处存在A和B 2种不同形态的疏松孔洞. A型孔洞在枝晶间分布, 如图2b所示, 由露头的枝晶形成其粗糙的孔壁, 孔洞呈现凹面轮廓, 孔洞的外形与各枝晶的边界形貌一致, 具有典型的显微疏松特征. EDS分析发现, A型疏松孔洞的孔壁边缘还分布着一定数量的胞状或枝晶状碳化物. A型疏松孔洞的尺寸为10~100 μm. B型疏松孔洞在枝晶间共晶组织中分布, 如图2c所示, 形状为不规则的孔洞, 尺寸为3~10 μm.

2.2 不同B含量HK40合金铸锭的铸态显微组织

图3所示为HK40, HK40-0.1B和HK40-0.4B合金铸锭纵剖面显微组织的OM像. 可以看出, 3种合

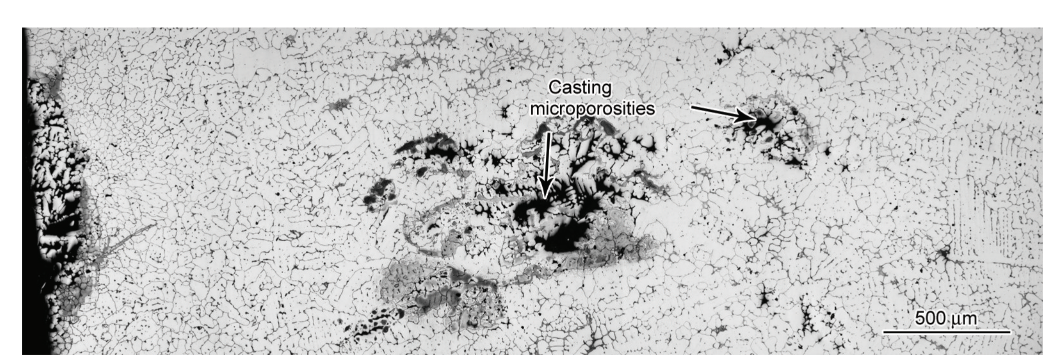


图 1 HK40合金铸件中的典型铸造疏松显微组织的OM像

Fig.1 Typical OM image of casting microporosity in the HK40 alloy castings

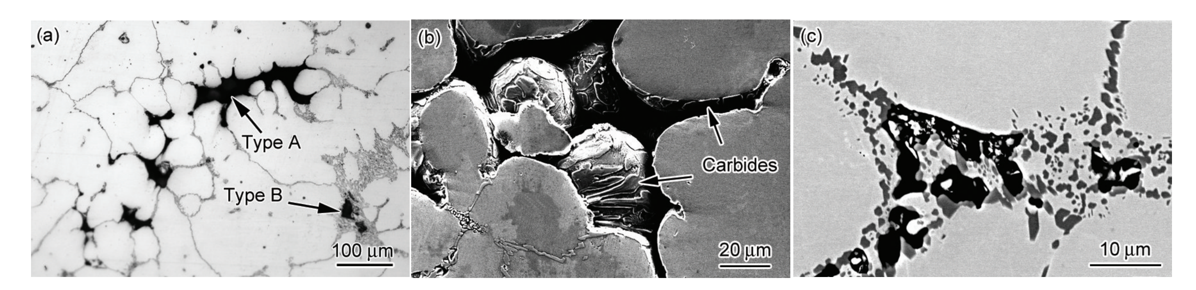


图 2 HK40合金铸件内部铸造疏松显微组织的SEM像

Fig.2 SEM images of the casting microporosities in HK40 alloy (a), and high magnified microstructures of type A (b) and type B (c) microporosities shown in Fig.2a

金铸锭表层均为细小的等轴晶组织, 次外层为垂直于铸锭表面的柱状晶组织, 柱状晶层晶粒尺寸相差不大, 中心部为粗大的等轴晶组织. 图3a显示, 无B合金铸锭表现出很强的柱状晶生长趋势, 横向生长的柱状晶区域大且在轴线附近形成对接现象, 中央等轴晶区域位于铸锭的中下部且体积较小; 铸锭的中心缩孔疏松带长度约49 mm, 中心缩孔疏松比率(中心缩孔疏松带长度占铸锭总长度的比例)约为63%, 缩孔疏松带距离铸锭底部29 mm. 加入0.1%B后, 铸锭等轴晶区变宽, 中心缩孔疏松带长度缩短为44 mm, 中心缩孔疏松比率降为58%, 缩孔疏松带距离铸锭底部31 mm, 如图3b所示. 当B添加量为0.4%时, 铸锭等轴晶区进一步加宽, 中心缩孔疏松带长度只有25 mm, 中心缩孔疏松比率仅为32%, 缩孔疏松带距离铸锭底部52 mm, 如图3c所示. 可见, 微量B的加入提高了HK40合金铸锭等轴晶区的比例, 可增加补缩效果, 使铸锭的中心缩孔疏松带变窄并上移, 从而使中心缩孔疏松得到良好的改善, 提高了铸锭的可利用率.

图4为HK40, HK40-0.1B和HK40-0.4B合金铸锭显微组织的OM像. 可以看出, 3种铸态合金均呈枝晶状生长, 在枝晶间和晶界上分布着共晶组织. 随着B含量的增加, 枝晶平均间距明显减小, 枝晶逐渐细化, 共晶含量逐渐增多. 统计结果显示, HK40, HK40-0.1B和HK40-0.4B合金的枝晶平均间距分别为63, 42和32 μm, 共晶体积分数分别约为4.3%, 9.2%和16.1%.

图5为HK40和HK40-0.4B铸态合金萃取粉末的XRD谱. 可以看出, 不含B的HK40合金铸态组织萃取相中除少量γ基体外, 第二相主要为M_7C_3型碳化物, 而HK40-0.4B铸态合金中的碳化物为$M_{23}C_6$型碳化物, 另外还含有一定量的M_2B型硼化物.

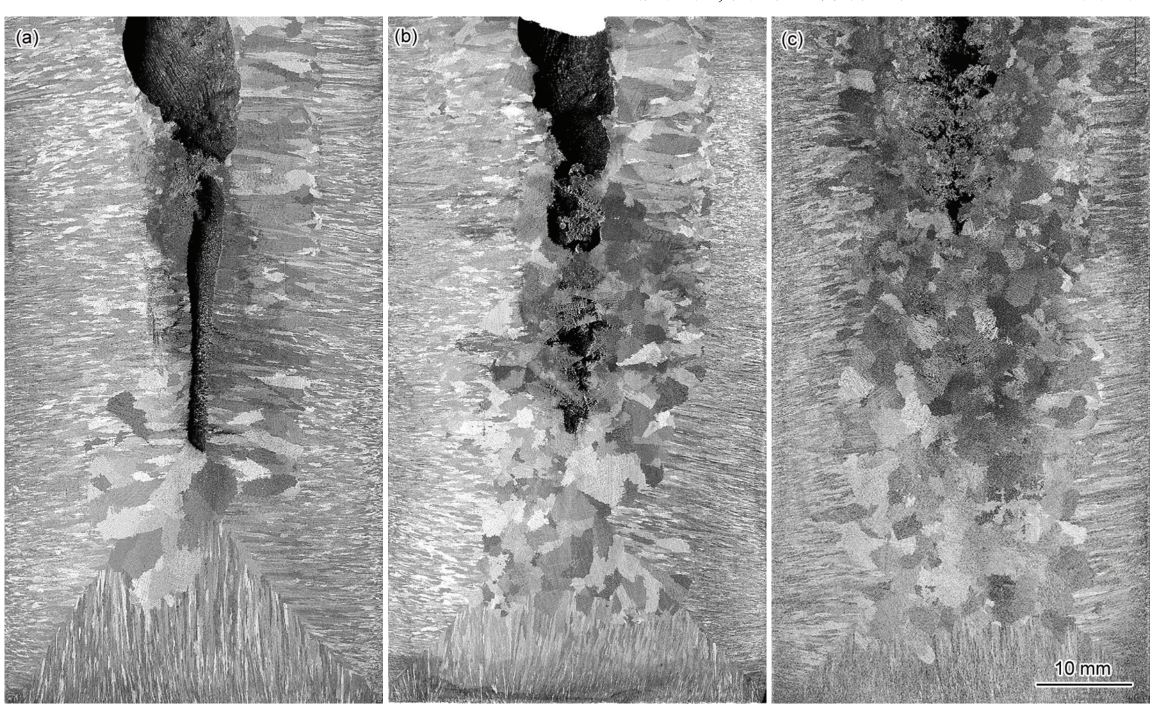


图3 HK40, HK40-0.1B和HK40-0.4B合金铸锭纵剖面显微组织的OM像

Fig.3 Longitudinal OM images of the cast ingots in HK40 (a), HK40-0.1B (b) and HK40-0.4B (c) alloys

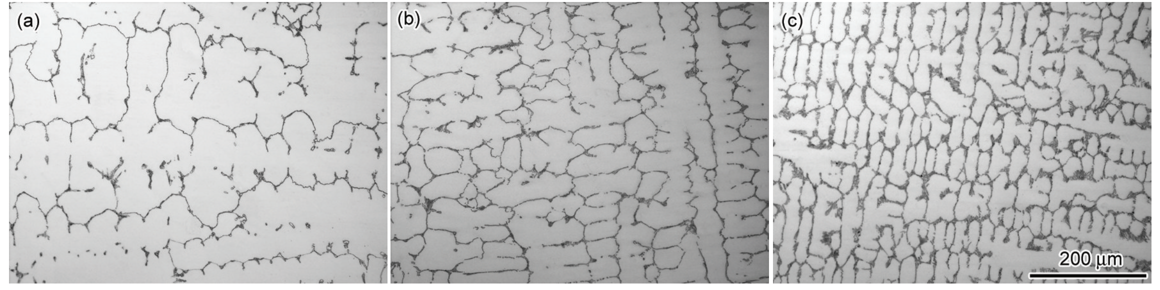


图4 HK40, HK40-0.1B和HK40-0.4B合金铸锭显微组织的OM像

Fig.4 OM images of HK40 (a), HK40-0.1B (b) and HK40-0.4B (c) alloys

图 6 所示为 HK40, HK40-0.1B 和 HK40-0.4B 铸态合金枝晶间显微组织的 SEM-BSE 像. 通过比较图 6a 和 b 可知, 0.1%B 的加入, 使枝晶间的骨架状碳化物共晶发生粗化, 同时在碳化物的周围分布着极少量针条状的黑色衬度相. 当 B 的添加量为 0.4% 时, HK40 合金中灰色衬度的碳化物呈网状分布, 针条状的黑色衬度相数量明显增加, 如图 6c 所示.

图 7 为 HK40 和 HK40-0.4B 铸态合金萃取后残留在基体上的萃取相的 SEM 像. 结合图 5 中 XRD 谱的结果表明, 不含 B 的 HK40 铸态合金枝晶间由呈枝晶或胞状生长的 M_7C_3 型碳化物组成; 而 HK40-0.4B 铸态合金枝晶间碳化物转变为层片状 $M_{23}C_6$ 型碳化物, 同时还存在棒状的 M_2B 型硼化物.

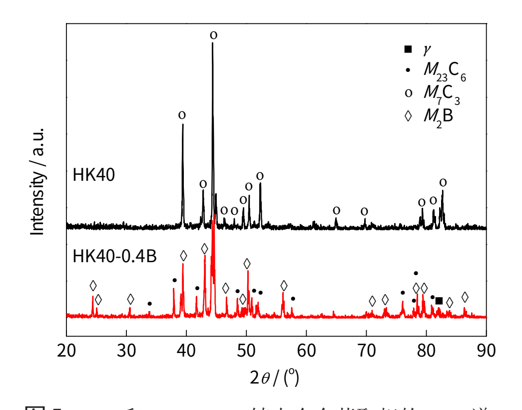


图 5 HK40 和 HK40-0.4B 铸态合金萃取相的 XRD 谱

Fig.5 XRD spectra of the extract phases in as-cast HK40 and HK40-0.4B alloys

2.3 不同 B 含量的 HK40 合金等温熔化淬火的显微组织

图 8 为 HK40 和 HK40-0.4B 铸态合金在不同温度保温 15 min 淬火后的显微组织的 OM 像. 图 8a 显示, HK40 合金在 1210 ℃保温 15 min 后骨架状碳化物消失, 在残余骨架状碳化物的周围析出了大量细小的颗粒状碳化物, 这可能由于在高温下保温时, 发生了 M_7C_3 型碳化物向 $M_{23}C_6$ 型碳化物的转变[12,13]. 在此温度条件下, HK40-0.4B 合金中除了发生了碳化物的部分回溶外, 还有极少量的初熔, 如图 8b 所示. 根据图 5 中 XRD 谱结果及图 7 中各析出相的形貌, 可推断此时发生初熔的物质应为棒状的 M_2B 型硼化物. 可见, 与 $M_{23}C_6$ 型碳化物相比, M_2B 型硼化物的初熔温度更低. 图 8c 和 d 显示 HK40 和 HK40-0.4B 铸态合金在 1250 ℃保温 15 min 后的淬火组织. 可以看出, HK40 铸态合金中的碳化物大量回溶, 在未溶解的骨架状 M_7C_3 型碳化物的周围析出了大量细小颗粒状的 $M_{23}C_6$ 型碳化物, 同时产生了少量的初熔. HK40-0.4B 合金中出现了大量液体, 二次枝晶间的各液池相互孤立, 而一次枝晶间或晶界上的各液池仍通过毛细管道相互连通. 这些液体主要是由于低熔点的 M_2B 型硼化物完全熔化, 使 $M_{23}C_6$ 型碳

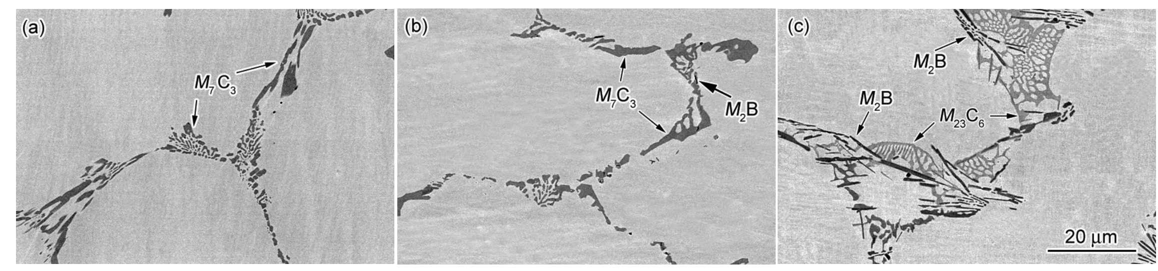


图 6 HK40, HK40-0.1B 和 HK40-0.4B 铸态合金枝晶间显微组织的 SEM-BSE 像

Fig.6 SEM-BSE images in interdendritic regions in the cast HK40 (a), HK40-0.1B (b) and HK40-0.4B (c) alloys

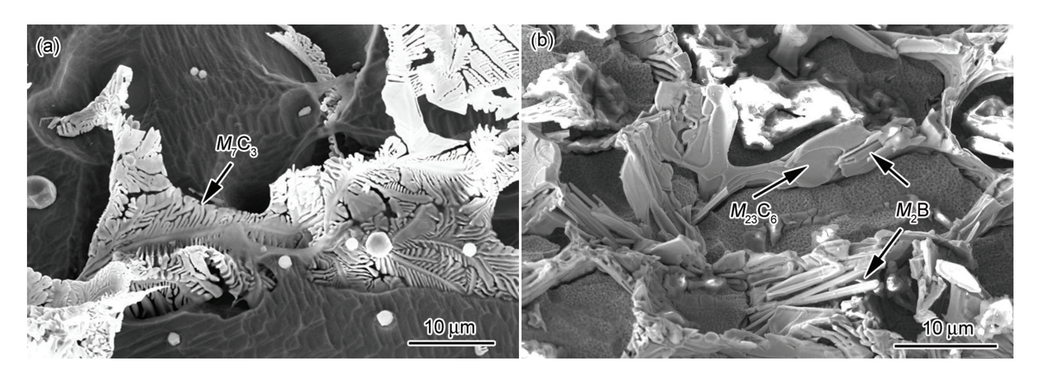


图 7 HK40 和 HK40-0.4B 合金相萃取后枝晶间析出相的 SEM 像

Fig.7 SEM images of the precipitated phases in interdendritic regions of the HK40 (a) and HK40-0.4B (b) alloys after phase extraction

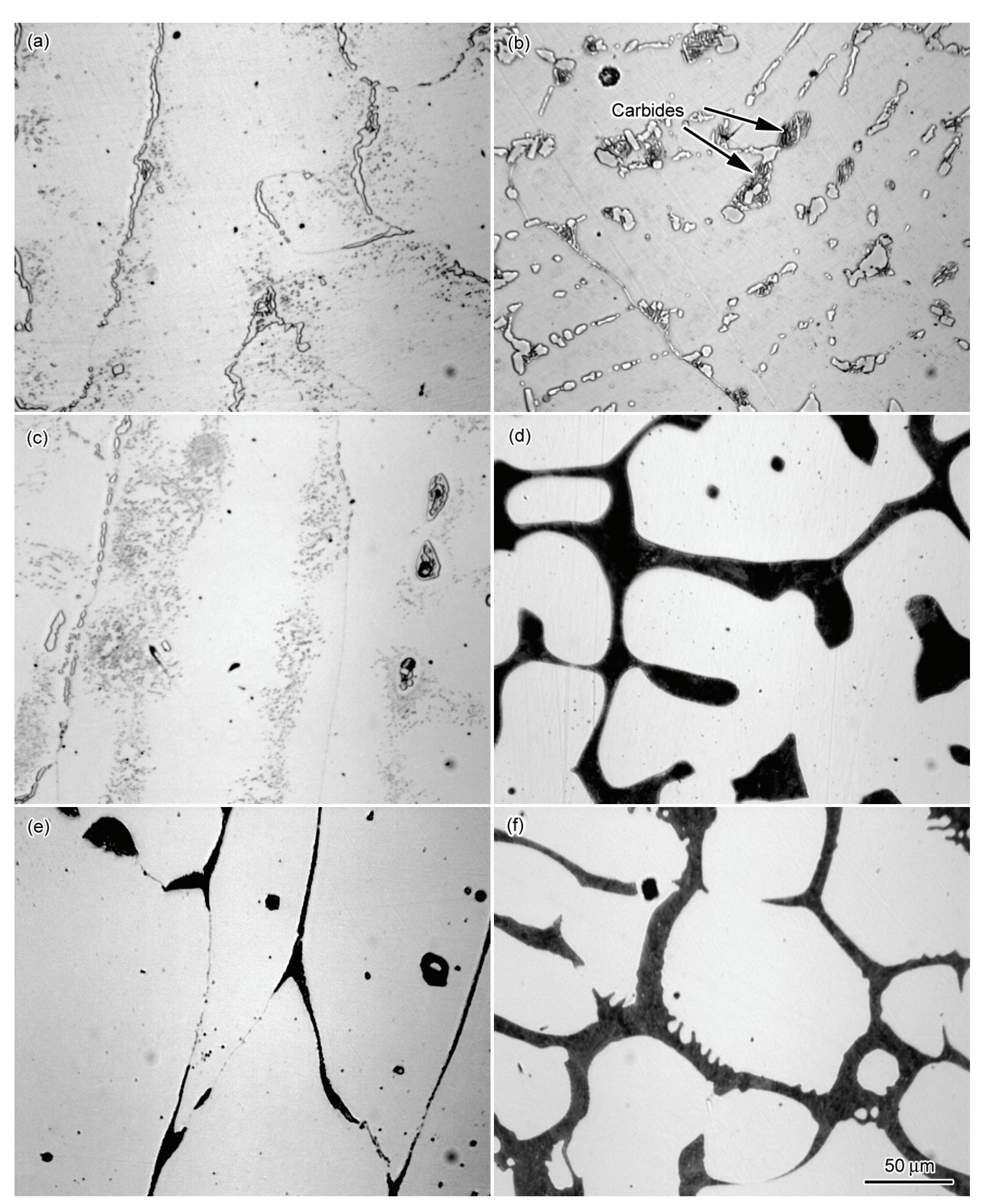


图 8 HK40和HK40-0.4B铸态合金在不同温度保温15 min淬火后的显微组织的OM像

Fig.8 OM images of quenched microstructures in HK40 (a, c, e) and HK40-0.4B (b, d, f) alloys after heated for 15 min at 1210 ℃ (a, b), 1250 ℃ (c, d) and 1290 ℃ (e, f)

化物溶入初熔液池造成的; 另外, 由于M_2B型硼化物优先在晶界上分布, 所以晶界上形成的熔池更连续. 图8e和f为2种合金在1290 ℃保温15 min后淬火的显微组织. 可以看出, 1290 ℃保温15 min后, HK40和HK40-0.4B铸态合金中枝晶间或晶界均存在一定量的液相, HK40合金中的液相含量少且各毛细管不连通, 而HK40-0.4B合金中的液相含量多且各毛细管处于连通状态.

3 分析与讨论

3.1 HK40合金铸造缺陷的类型及原因

在冷凝过程中处于铸件某区域内的液体和其余液体完全隔离后, 这一区域液体由于冷凝时无从补缩, 从而导致缩孔和疏松的形成. 依据补缩不足产生的程度和温度区间, 疏松缺陷主要有A和B 2种形式, 如图2所示. 根据凝固原理, A型疏松是在单位体积内的残余液相相对较多时, 由于毛细管断开, 各个孤立的微液池无法补缩形成的. A型疏松引起补缩不足的区域较大, 在整个架桥枝晶之间的区域完全无液相补缩形成. B型疏松是在单位体积内的残余液相较少时, 在形成枝晶间低熔点相的过程中, 由于凝固体积收缩, 无法补缩形成的. B型疏松引起补缩不足的区域较小, 仅在相邻枝晶间部分区

域内由于没有足够液相补缩而形成. B 型疏松形成温度比 A 型疏松的形成温度低.

在同等铸造条件下, 铸件柱状晶的生长趋势与铸造缩孔疏松等形成倾向性具有密切的关系. 高永等[14]研究发现: 在冷却条件相同的情况下, 柱状晶生长趋势越强的合金, 其补缩扩张角较小, 容易形成疏松. 在铸造过程中壁厚方向温度梯度的作用下, 如果枝晶生长时所需要的过冷度较小, 其枝晶在择优生长方向上的生长速度较快, 从而导致铸件沿壁厚方向具有较强的柱状晶生长趋势. 图 3a 显示 HK40 合金具有极强的柱状晶生长趋势, 表明 HK40 合金枝晶在择优取向上具有很快的生长速度. 当 HK40 铸件壁厚较大或铸造冷却速率较低时, 位于铸件中部等轴晶区的粗大且无序的枝晶在某取向上仍能快速生长, 引发枝晶干快速联接和“枝晶架桥”现象, 导致联接枝晶之间的区域内补缩不足, 从而产生 A 型铸造疏松, 如图 1 和 2a 所示. 综合图 4a, 7a 和 8a 表明, HK40 合金枝晶间共晶体积分数较低, 枝晶间区域较窄, 且在此区域内共晶碳化物 M_7C_3 呈粗大的枝晶状和胞状形貌生长, 因而在凝固后期, 枝晶间区域的碳化物会堵塞枝晶间补缩通道, 导致相邻枝晶间补缩不足, 是 B 型铸造疏松产生的主要原因.

3.2 B 微合金化对 HK40 合金中铸造缺陷的影响

作为铸造合金成分设计和优化的一种方法, B 微合金化在不同的合金系中具有不同的作用[15~17]. 然而目前关于 B 微合金化对 Fe-Cr-Ni 基的合金铸造组织及缺陷的影响仍未见有报道. 如图 3 所示, 在相同铸造条件下, 微量 B 的加入明显减小了 HK40 合金铸锭缩孔体积, 使缩孔疏松带上移, 因此能增加 HK40 合金的补缩能力, 从而减小铸造缩孔疏松等缺陷产生的倾向.

本研究发现, 微量 B 的加入降低了铸锭柱状晶生长趋势(图 3), 同时明显细化了枝晶, 特别是 0.4%B 的加入, 使平均枝晶间距降低约一半(图 4), 从而有效地减少了“枝晶架桥”现象的发生, 降低了 A 型疏松形成倾向. 大量的研究[18~21]表明, B 的添加能有效细化铸造合金显微组织. B 细化显微组织主要有 3 种机制[22~24]: 凝固前沿 B 产生成分过冷, 提供凝固相形核核心和硼化物对固相的钉扎抑制长大. 成分过冷的产生主要是由于合金在凝固时溶质原子被排斥到熔液中, 在凝固前沿建立起溶质原子富积层. 当成分过冷增加到一定值后, 由于凝固前沿溶质富积程度的增加, 导致尺寸细小的 M_2B 硼化物的析出, 析出的硼化物在熔体过冷的情况下成为凝固相的形核核心, 增加了形核率. 当 B 含量较小时, 合金凝固前沿 B 产生的附加过冷度很小, 只在最后凝固的枝晶间区域产生极少量的硼化物(图 6b). 当 B 含量增加至 0.4%时, 大量的针条状硼化物在初生相枝晶间区域分布(图 6c), 这些硼化物能产生晶界钉扎, 有效抑制了枝晶的长大, 减小了枝晶的平均间距. 因此, B 的添加通过细化 HK40 合金的枝晶(图 4), 导致 A 型疏松形成倾向性降低.

合金铸造过程中晶体形核长大的动力学过冷度取决于铸造过程的冷却速率和成分过冷. 金属型铸造过程中, 铸锭周围区域由于温度梯度高, 凝固前沿过冷度主要取决于高冷却速率引起的固液过冷. 因此, 尽管添加了不同含量的 B, HK40 铸锭周围仍存在一定量的柱状晶区(图 3). 铸锭内部由于冷却速率低, 固液过冷作用下降, 由于 B 的添加导致的成分过冷逐渐占据主要作用. B 添加量越大, 成分过冷作用越明显, 柱状晶区越小. 成分过冷致使凝固前沿形成的硼化物抑制了枝晶在择优方向上的快速长大, 从而导致原来未添加 B 的铸锭柱状晶区域转变为等轴晶区域, 提高了铸锭等轴晶区的比例(图 3).

另一方面, B 的添加可以改变凝固过程中枝晶间液相的凝固特性, 从而直接对 B 型疏松的形成倾向产生影响. 首先, B 微合金化明显增加了枝晶间共晶相的体积分数(图 4), 在共晶碳化物形核及长大的前期, 增宽了相邻枝晶间的补缩通道. 再次, B 微合金化能改变枝晶间碳化物的析出类型. 综合图 5, 6 和 7 表明, 0.4%B 的加入抑制了高温时枝晶状 M_7C_3 型碳化物的析出, 使其在略低的温度时析出层片状的 $M_{23}C_6$ 型碳化物, 因此 B 的添加可以避免固液相区析出的枝晶或胞状的粗大 M_7C_3 型碳化物堵塞相邻枝晶间的补缩通道. 同时, 0.4%B 的加入降低了 HK40 合金的固相线温度和碳化物的溶解温度, 这就使得凝固过程中, 在较低的温度时加 B 合金相邻枝晶间的毛细管与微液池仍能保持连通, 扩大了可补缩的温度区间.

HK40 合金中主要存在 $M_{23}C_6$ 型和 M_7C_3 型 2 种碳化物, $M_{23}C_6$ 型比 M_7C_3 型更加稳定[25,26]. 添加 B 后, HK40 合金中的碳化物由 M_7C_3 型向 $M_{23}C_6$ 型转变, 其原因可能有以下 2 种. 首先, 从图 7 可以看出, 细小的针条状硼化物常出现在 $M_{23}C_6$ 型碳化物的内部, 因而在枝晶间液相凝固过程中, 硼化物有可能提供 $M_{23}C_6$ 型碳化物的形核核心, 导致 $M_{23}C_6$ 型碳化物在

硼化物的基础上沿特定方向生长, 从而形成层片状的 $M_{23}C_6$ 型碳化物, 碳化物与硼化物的晶体学位向关系及相关的机理还需通过进一步的实验研究确定. 另一种可能是, B 的添加使 Cr 等合金元素与之结合形成 M_2B 硼化物, 减小了枝晶间碳化物形成元素的浓度, 减小了碳化物形核驱动力, 导致形核驱动力更小、热力学更稳定的 $M_{23}C_6$ 型碳化物在枝晶间析出.

以上结果说明, B 微合金化不仅可以细化枝晶, 减少了"枝晶架桥"现象的发生, 有效降低了 A 型疏松形成倾向; 同时还可以增加枝晶间低熔点相体积分数, 促进枝晶间粗大的 M_7C_3 型碳化物向层片状 $M_{23}C_6$ 型碳化物转变, 增强枝晶间低熔点相形成过程中的液相补缩, 减小 B 型疏松形成倾向. 因此, B 微合金化可以改变 HK40 合金凝固特性, 能有效减小铸造疏松形成的倾向性.

4 结论

(1) HK40 合金铸件主要存在 A 和 B 2 种铸造疏松缺陷, A 类疏松在铸件内部粗大等轴晶区产生, 主要由于枝晶的快速生长并架桥联接导致架桥枝晶之间区域的补缩不足引起, B 类疏松的产生原因是相邻枝晶间区域生长的 M_7C_3 碳化物会堵塞枝晶间补缩通道.

(2) B 微合金化能降低 HK40 合金铸件较强的柱状晶生长趋势, 细化枝晶, 能减小 HK40 合金 A 类铸造疏松缺陷的产生.

(3) B 微合金化增加了 HK40 合金枝晶间共晶相的体积分数, 使枝晶间枝晶状 M_7C_3 型碳化物转变为层片状的 $M_{23}C_6$ 型碳化物析出, 避免碳化物堵塞相邻枝晶间的补缩通道, 因而减小了 B 类铸造疏松缺陷的形成倾向.

参考文献

[1] Whittaker M, Wilshire B, Brear J. *Mater Sci Eng*, 2013; A580: 391

[2] Navaei A, Eslami-Farsani R, Abbasi M. *Int J Min Mater*, 2013; 20: 354

[3] Kim Y, Lee D, Jeong H K, Lee Y T, Jang H. *J Mater Eng Perform*, 2010; 19: 700

[4] Savaş Ö, Kayikci R. *Mater Des*, 2007; 28: 2224

[5] Li J L, Chen R S, Ma Y Q, Ke W. *J Mater Sci Technol*, 2014; 30: 991

[6] Fu H D, Zhang Z H, Wu X S, Xie J X. *Intermetallics*, 2013; 35: 67

[7] Roy S, Suwas S, Tamirisakandala S, Miracle D B, Srinivasan R. *Acta Mater*, 2011; 59: 5494

[8] Wang X P, Zheng Y R, Xiao C B, Wang B L, Han Y F. *J Aeronaut Mater*, 2000; 20(2): 21
(汪小平, 郑运荣, 肖程波, 王蓓蕾, 韩雅芳. 航空材料学报, 2000; 20(2): 21)

[9] Da Silva Costa A M, Nunes C A, Baldan R, Coelho G C. *J Mater Eng Perform*, 2014; 23: 819

[10] Zhu Y X, Zhang S N, Xu L Y, Tong Y J, Ning X Z, Liu Z Z, Hou C P, Bi J. *Acta Metall Sin*, 1985; 21: A1
(朱耀宵, 张顺南, 徐乐英, 佟英杰, 宁秀珍, 刘泽洲, 候翠萍, 毕敬. 金属学报, 1985; 21: A1)

[11] Coutsouradis D, Davin A, Lamberigts M. *Mater Sci Eng*, 1987; 88: 11

[12] Song R K, Zhang M C, Du C Y, Dong J X. *Rare Met Mater Eng*, 2014; 43: 1628
(宋若康, 张麦仓, 杜晨阳, 董建新. 稀有金属材料与工程, 2014; 43: 1628)

[13] Kaya A A. *Mater Charact*, 2002; 49: 23

[14] Gao Y, Yang L L, Zheng L J, Zhang H. *J Beijing Univ Aeronaut Astronaut*, 2010; 36: 1217
(高 永, 杨莉莉, 郑立静, 张 虎. 北京航空航天大学学报, 2010; 36: 1217)

[15] Luan J H, Jiao Z B, Chen G, Liu C T. *J Alloys Compd*, 2014; 602: 235

[16] Yang C, Jiang H, Hu D, Huang A, Dixon M. *Scr Mater*, 2012; 67: 85

[17] Peng Y C, Jin H J, Liu J H, Li G L. *Mater Sci Eng*, 2011; A529: 321

[18] Hufenbach J, Kunze K, Giebeler L, Gemming T, Wendrock H, Baldauf C, Kühn U, Hufenbach W, Eckert J. *Mater Sci Eng*, 2013; A586: 267

[19] Li J H, Li Q, Zhang F C, Liu S, Mao L, Hu B C, Yang Z N. *Mater Lett*, 2015; 153: 70

[20] Yang C, Hu D, Huang A, Dixon M. *Intermetallics*, 2013; 32: 64

[21] Yan B C, Zhang J, Lou L H. *Mater Sci Eng*, 2008; A474: 39

[22] Qiao G W, Wang D H, Cao Z B. *Acta Metall Sin*, 1986; 22: A345
(乔桂文, 王德和, 曹智本. 金属学报, 1986; 22: A345)

[23] Shahrooz N, Reza G. *Mater Sci Eng*, 2007; A452-453: 445

[24] Hu D. *Intermetallics*, 2001; 9: 1037

[25] Jiang Z G, Chen B, Ma Y C, Zhao X J, Liu K, Li Y Y. *Acta Metall Sin*, 2007; 43: 487
(江治国, 陈 波, 马颖澈, 赵秀娟, 刘 奎, 李依依. 金属学报, 2007; 43: 487)

[26] Zhou X Y, Li P Y, Yang Y, Liu Y H. *J Funct Mater*, 2006; 37(suppl): 596
(周细应, 李培耀, 杨 愈, 刘延辉. 功能材料, 2006; 37(增刊): 596)

(责任编辑:肖素红)

